УДК 660.539.382.2

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ С ГЕКСАГОНАЛЬНО ПЛОТНОУПАКОВАННОЙ РЕШЕТКОЙ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ

Т.М. Полетика, Г.Н. Нариманова*, С.В. Колосов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. г. Томск
*Томский политехнический университет, филиал в г. Юрге
E-mail: rin@ftf.tsu.ru

Проведено экспериментальное исследование характера локализации деформации на параболической стадии пластического течения и стадии предразрушения в образцах из промышленных сплавов циркония. Проведены электронно-микроскопические исследования микроструктуры деформированных образцов. Установлена связь между параметрами макродеформации и дислокационной структуры.

Известно, что пластическое деформирование материалов протекает макроскопически неоднородно на всех стадиях нагружения [1, 2]. Существует однозначное соответствие между режимом пластического течения на некотором участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора дисторсии. Однако, отсутствие прямых экспериментальных данных не позволяет установить связь между макролокализацией пластической деформации и дислокационными характеристиками деформируемой среды.

В данной работе исследуется характер локализации деформации на параболической стадии пластического течения и стадии предразрушения в образцах из промышленных сплавов циркония Э110 и Э635, применяемых для изготовления труб тепловыделяющих элементов ядерных реакторов [3]. Для этих сплавов характерны продолжительная параболическая стадия и долгая деформация на стадии предразрушения. Интерес к сплавам Zr с гексагонально плотноупакованной (ГПУ) решеткой обусловлен также тем, что не существует единого представления о природе пластической деформации и механизмах деформационного упрочнения даже для чистого циркония [4]. Поэтому изучение процессов локализации пластического течения, соответствующих различным стадиям деформационной кривой вплоть до разрушения, и взаимосвязи их с изменением микроструктуры очень актуально. Эти данные необходимы для выяснения закономерностей эволюции микроструктуры, ведущих к локализации деформации на макроуровне и образованию очага разрушения материала, в частности для оценки запаса технологической пластичности сплавов Э110 и Э635.

Плоские образцы с размерами рабочей части 42×5×2 мм растягивались на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата 0,1 мм/мин. Одновременно методом спеклинтерферометрии [2, 5] фиксировалось поле векторов смещений точек на поверхности образцов $r(x,y)$. Путем численного дифференцирования этого поля могут быть получены все компоненты тензора пластической дисторсии $\beta_{i,j}=\nabla r$. Далее для простоты приводятся данные лишь о компоненте локального удлинения ε_{xx}.

Электронно-микроскопические исследования проводились на электронном микроскопе ЭМВ-125К при ускоряющем напряжении, равном 125 кВ, на тонких фольгах, приготовленных электрополировкой в электролите 90 % CH_3OH+10 % $HClO_4$ при температуре –50 °С.

Анализ кривых нагружения исследуемых сплавов показал, что они в целом подобны: на них имеется переходная стадия упрочнения, следующая непосредственно за пределом текучести, и выполняется параболический закон упрочнения. Параболическая стадия упрочнения для обоих сплавов начинается при $\varepsilon \approx 2$ % и характеризуется постоянно уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения θ. Начиная с $\varepsilon \approx 5$ % коэффициент θ становится очень малым, а затем близким к нулю, что соответствует четвертой стадии деформационного упрочнения [6].

Далее с использованием величины приложенного напряжения и деформации были введены логарифмические координаты $\ln(S-S_e)-\ln e$, где $S=\sigma(1+\varepsilon)$, $S=\sigma_e(1+\varepsilon)$, $e=\ln(1+\varepsilon)$, а величина σ_e определена путем экстраполяции зависимости $\sigma(\varepsilon)$, перестроенной в координатах $S-\sqrt{e}$, на нулевую деформацию [4]. Это позволило разбить каждую параболическую деформационную кривую на ряд прямолинейных участков с постоянно уменьшающимся показателем параболичности n (рис. 1). Кривая пластического течения заканчивается участком с $n \approx 0$, соответствующим стадии развития видимой шейки (на рис. 1 не показан).

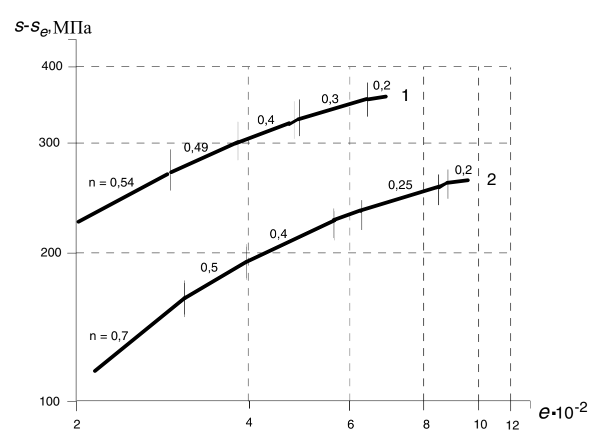


Рис. 1. *Кривые пластического течения для сплавов: 1) Э635, 2) Э110*

Использование метода лазерной спеклинтерферометрии позволило проследить эволюцию картины макролокализации деформации ε_{xx} на всех стадиях деформационной кривой. Так, при $\varepsilon \approx 2$ % в пространстве образца устанавливается стационарная (неподвижная) система максимумов локализации деформации, соответствующая параболической стадии пластического течения [1, 2]. На рис. 2 показано распределение локальной деформации для исследуемых сплавов на параболической стадии деформационного упрочнения при $n \geq 0{,}5$ (*а*) и на стадии предразрушения при $n \to 0$ соответственно (*б*). При $n<0{,}5$ начинается движение очагов локализации деформации, которое продолжается на участках с меньшими значениями показателя параболичности вплоть до образования шейки.

На рис. 3 приведена зависимость положения максимумов локализации (x – абсцисса очага локализованной деформации на оси образца) от общей деформации образца ε, типичная для этих сплавов. Между параболическими участками деформационной кривой с показателями $n \approx 0{,}4$ и $n \approx 0{,}3$ наблюдается почти горизонтальный участок, на котором деформация увеличивается на $0{,}002\varepsilon$. Этот участок соответствует моменту образования первичной шейки (рис. 2, *б*). На участке параболической стадии деформационного упрочнения с $n \approx 0{,}2$ практически завершается формирование очага предразрушения, и далее при $n \to 0$ происходит образование шейки, которая к этому моменту уже наблюдается визуально.

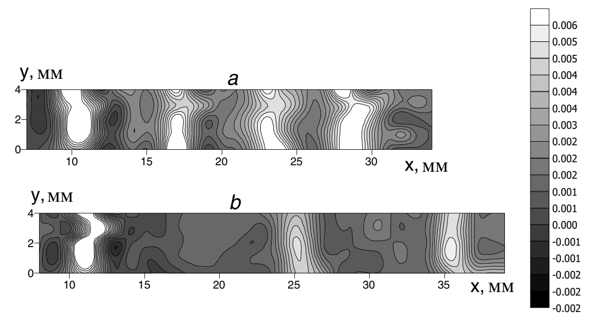


Рис. 2. *Пространственное распределение очагов локализованной деформации*

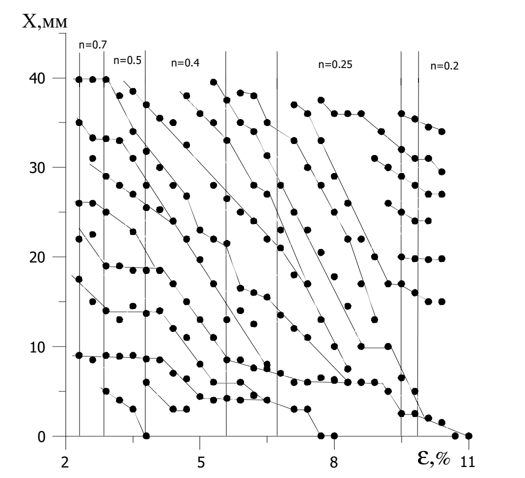


Рис. 3. *Положение максимумов очагов локализации деформации*

На рис. 4 представлены зависимости скорости движения фронтов V локализованной деформации на параболической стадии упрочнения от показателя параболичности n.

Следует отметить, что с увеличением предела прочности $\sigma_в$ исследованных сплавов скорости движения очагов локализованной деформации увеличиваются. Это свидетельствует о том, что скорость движения фронтов локализации деформации к шейке, т.е. скорость формирования шейки, определяется уровнем напряжений в образце при пластическом течении.

Таким образом, при $n<0{,}5$ очаги локализованного течения объединяются, что приводит к формированию шейки и переходу пластического течения в пластическое разрушение. При этом очаги локализованной деформации движутся, но движение не является согласованным, аналогично наблюдаемому на стадии линейного упрочнения [1, 2].

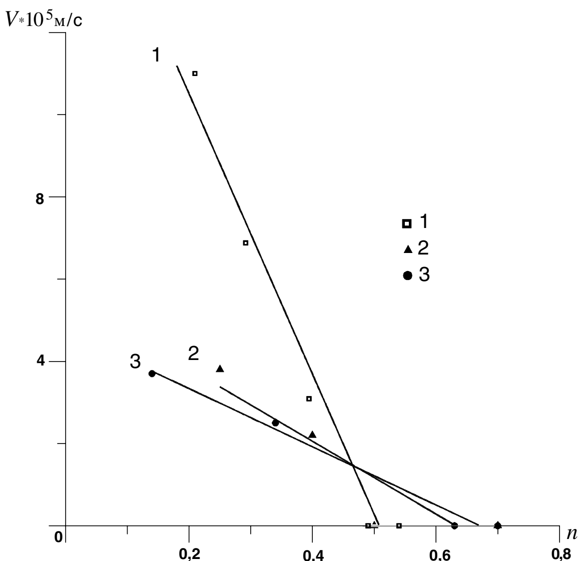
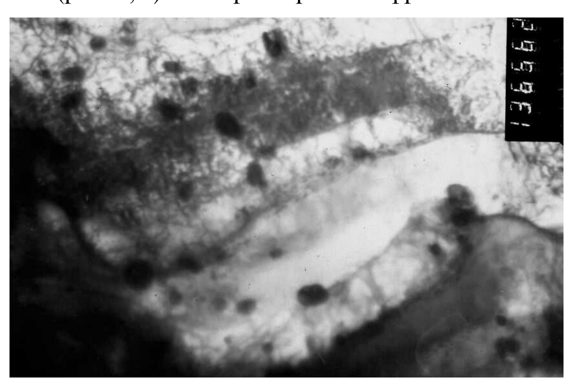


Рис. 4. *Зависимости скорости движения фронтов V локализованной деформации от показателя параболичности n: 1) для сплава Э635; для сплавов Э110: 2) в рекристаллизованном состоянии, 3) в закаленном состоянии*

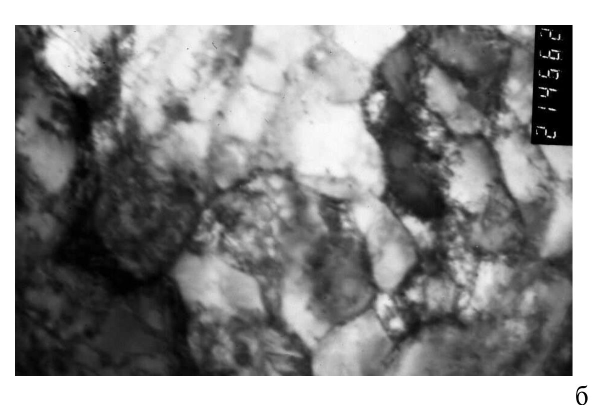
В результате электронно-микроскопических исследований микроструктуры деформированных образцов была установлена следующая последовательность превращений дислокационных субструктур: хаотическое распределение дислокаций → скопления дислокаций → сетчатая субструктура → ячеисто-сетчатая субструктура → полосовая субструктура → субструктура с непрерывными и дискретными разориентировками → фрагментированная структура. Причем последние две из них характерны для параболической стадии ($n<4$), а четвертая стадия пластического течения ($n \to 0$) обусловлена зарождением очага предразрушения и формированием шейки в материале [6, 7].

Далее была проанализирована связь длины волны локализованной деформации λ, представляющей собой расстояние между активными очагами пластической деформации на стадии параболического упрочнения, и среднего размера элементов дислокаци-

онной структуры $\bar{d}$ при тех же степенях общей деформации. При этом средний характерный размер элементов дислокационной субструктуры $\bar{d}$ для ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры определялся как расстояние между сгущениями дислокаций, для полосовой структуры (рис. 5, *а*) – как расстояние между субграницами, для фрагментированной (рис. 5, *б*) – как размер самих фрагментов.



0,9 мкм а



0,9 мкм б

Рис. 5. *Эволюция дислокационной структуры*

Было установлено, что между величинами λ и $\bar{d}$ существует простая линейная зависимость типа $\lambda=\lambda_0+\alpha\bar{\delta}$ (рис. 6), где безразмерный коэффициент пропорциональности $\alpha=1{,}3\cdot10^4$, а $\lambda_0=4{,}2$ мм, что указывает на взаимосвязь дислокационной структуры деформированного сплава и периодичности локализации пластической деформации в нем.

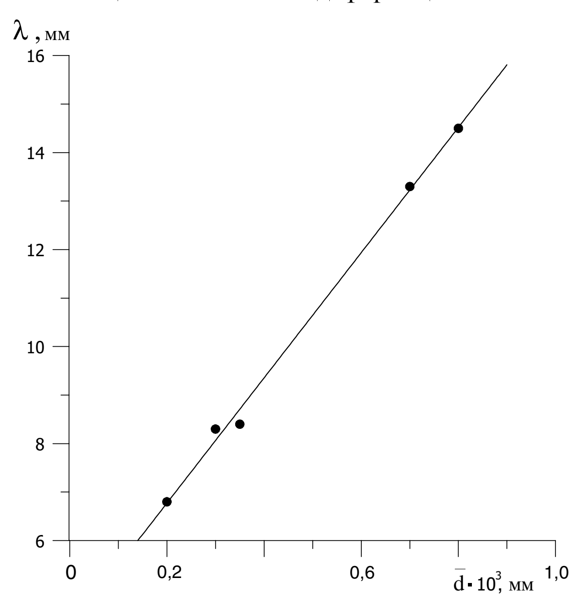


Рис. 6. *Зависимость длины волны локализованной деформации λ от характерного размера элементов дислокационной субструктуры $\bar{d}$*

Таким образом, развитие пластической деформации представляет собой сложный процесс самосогласованного зарождения и движения локализованных очагов пластического течения. В результате направленного движения деформационных фронтов к одному очагу локализации и слияния с ним происходит периодическое накопление в нем деформации, что проявляется в более быстрой смене дислокационных субструктур вплоть до образования фрагментированной структуры, наблюдаемой при формировании шейки. Картина и динамика движения очагов локализованной деформации существенно зависят от вида закона деформационного упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И. О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // Физика твердого тела. – 1997. – Т. 39. – № 8. – С. 1399–1403.
2. Zuev L.B., Danilov V.I. A self-excited wave model of plastic deformation // Philos. Mag. Ser. A. – 1999. – V. 79. – № 1. – P. 43–57.
3. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 256 с.
4. Папиров И.И., Тихинский Г.Ф. Природа пластической деформации циркония: Харьков, 1976 // Препринт АН УССР. Харьков. физ.-техн. ин-т; № 76-23. – 36 с.
5. Джоунс Р., Уайкс К. Голографическая и спеклинтерферометрия. – М.: Мир, 1986. – 321 с.
6. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. – 1993. – № 5. – С. 152–161.
7. Рыбин В.В. Физическая модель явления потери механической устойчивости и образования шейки // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 44. – № 3. – С. 623–632.